Agència
de Gestió d'Ajuts
Universitaris
i de Recerca

# Memòria justificativa de recerca de les convocatòries BCC, BE, BP, CTP-AIRE, DEBEQ, FI, INEFC, NANOS i PIV

**La memòria justificativa consta de les dues parts que venen a continuació:**
**1.- Dades bàsiques i resums**
**2.- Memòria del treball (informe científic)**

Tots els camps són obligatoris

## 1.- Dades bàsiques i resums

**Nom de la convocatòria**

**FI**

**Llegenda per a les convocatòries:**

| | |
|---|---|
| BCC | Convocatòria de beques per a joves membres de comunitats catalanes a l'exterior |
| BE | Beques per a estades per a la recerca fora de Catalunya |
| BP | Convocatòria d'ajuts postdoctorals dins del programa Beatriu de Pinós |
| CTP-AIRE | Ajuts per accions de cooperació en el marc de la comunitat de treball dels Pirineus.<br>Ajuts de mobilitat de personal investigador. |
| DEBEQ (Modalitat A3) | Beques de Cooperació Internacional i Desenvolupament |
| FI | Beques predoctorals per a la formació de personal investigador |
| INEFC | Beques predoctorals i de col·laboració, dins de l'àmbit de l'educació física i l'esport i les ciències aplicades a l'esport |
| NANOS | Beques de recerca per a la formació en el camp de les nanotecnologies |
| PIV | Beques de recerca per a professors i investigadors visitants a Catalunya |

**Títol del projecte:** ha de sintetitzar la temàtica científica del vostre document.

COMPORTAMIENTO TRIBOMECÁNICO DE SISTEMAS SUSTRATO - RECUBRIMIENTO DUROS

**Dades de l'investigador o beneficiari**


Nom
ELENA

Cognoms
TARRÉS I PUIT

Correu electrònic
elena.tarres@upc.edu

**Dades del centre d'origen**

DEPARTAMENT DE CIÈNCIA DELS MATERIALS I ENGINYERIA METAL·LÚRGICA
UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE CATALUNYA

Av. Diagonal 647, E.T.S.E.I.B.,
Pavelló E
08028 Barcelona

Agència
de Gestió d'Ajuts
Universitaris
i de Recerca

**Número d'expedient**

2007FIC00947

**Paraules clau:** cal que esmenteu cinc conceptes que defineixin el contingut de la vostra memòria.

Respuesta al rayado, Nanoindentación, Contacto esférico, Metal duro, Recubrimientos cerámicos.

**Data de presentació de la justificació**

**06/02/2008**

Nom i cognoms i signatura
del/de la investigador/a

Visttiplau del/de la responsable de la
sol·licitud

Generalitat de Catalunya
Departament d'Innovació,
Universitats i Empresa

**Resum del projecte:** cal adjuntar dos resums del document, l'un en anglès i l'altre en la llengua del document, on s'esmenti la durada de l'acció

## Resum en la llengua del projecte (màxim 300 paraules)

En aplicaciones como la conformación en frío, donde los metales duros recubiertos con películas de naturaleza cerámica son ampliamente empleados, la existencia de un contacto mecánico repetitivo induce tensiones Hertzianas y origina el fallo por fatiga. En este trabajo, se investigan diversos recubrimientos cerámicos depositados por Deposición Física desde fase Vapor sobre calidades diferentes de metal duro y un acero rápido pulvimetalúrgico para evaluar sus respectivas respuesta al contacto y comportamiento a fatiga. El trabajo experimental incluye la caracterización de los sistemas mediante ensayos de rayado y nanoindentación y la evaluación de las curvas tensión-deformación de indentación esférica de los sustratos, tanto desnudos como recubiertos, poniendo especial atención en determinar las tensiones de contacto críticas asociadas a la deformación plástica y a la aparición de grietas circulares en la superficie recubierta. A este estudio, le siguen numerosos ensayos a fatiga a cargas inferiores a aquéllas identificadas como críticas bajo carga monotónica y para un número de ciclos comprendido entre 1.000 y 1.000.000 de ciclos. Los resultados experimentales indican que las películas cerámicas no parecen desempeñar un papel relevante en la aparición de la cedencia plástica, siendo la deformación plástica global controlada por la deformación del sustrato. No obstante, para tensiones elevadas de indentación durante el régimen plástico, existe la aparición de grietas circulares en los recubrimientos cerámicos. Además, la aparición de las mismas es sensible a la fatiga por contacto. Este análisis mecánico se complementa con una inspección detallada del daño generado en profundidad y superficie.

## Resum en anglès (màxim 300 paraules)

In applications like cold forming, where ceramic - coated hardmetals are implemented, repetitive mechanical contact induces Hertzian pressures and causes fatigue failure. In this work, ceramic coatings deposited by Physical Vapour Deposition onto different hardmetal grades and one powder metallurgy high speed steel are investigated to evaluate their contact response and fatigue behaviour. Experimental work includes tha characterization of the systems by means of scratch test and nanoindentation and the evaluation of the spherical indentation stress-strain curves for both nude and coated substrates, paying special attention to determine critical contact pressures affiliated to plastic deformation and emergence of circular cracks at the coating surface. This study is then followed by extensive fatigue testing at applied loads below those identified as critical under monotonic loading and during number of cycles ranging from 1,000 to 1,000,000 cycles. Experimental findings indicate that the ceramics films do not seem to play a significant role in the plastic yielding onset, the whole plastic deformation being controlled by substrate deformation. Nevertheless, at high indentation stresses during the plastic regime, circular cracks are appreciated in the ceramic coatings. Furthermore, their emergence is sensitive to contact fatigue. This mechanical analysis is complemented with a thorough inspection of the damage generated in depth and at the surface.

**Resum en anglès** (màxim 300 paraules) – continuació -.

**2.- Memòria del treball** (informe científic sense limitació de paraules). Pot incloure altres fitxers de qualsevol mena, no més grans de 10 MB cadascun d'ells.

## 1.- INTRODUCCIÓN

Los metales duros son materiales compuestos constituidos por partículas cerámicas, WC, inmersas en un ligante metálico, Co. La particular microestructura que presentan estos materiales les confiere combinaciones de propiedades excepcionales que han revertido en un amplio campo de aplicaciones (minería, construcción, perforación de rocas, componentes estructurales, etc.), siendo destacable su uso en herramientas para conformar y mecanizar metales, preferentemente aceros y fundiciones. En funcionamiento, dichas herramientas se ven sometidas a solicitaciones complejas (impacto, contacto mecánico, desgaste, etc.), las cuales condicionan la vida útil de las piezas o componentes elaborados a partir de estos materiales [1,2].

La necesidad de reducir el uso o eliminar los lubricantes y alargar la vida en servicio de los componentes para reducir el tiempo, mantenimiento y gastos de fabricación ha llevado a recubrir diversos materiales base, entre ellos los metales duros, con diferentes películas delgadas o recubrimientos. De este modo, la respuesta tribomecánica efectiva de los componentes pasa a depender de las propiedades intrínsecas tanto del recubrimiento como del sustrato, así como de la naturaleza y resistencia de la intercara.

La técnica de nanoindentación, donde un indentador penetra la superficie del recubrimiento bajo cargas aplicadas muy pequeñas, registrándose las curvas carga frente a profundidad de penetración, y los ensayos de rayado instrumentados, donde un indentador cónico de diamante se desliza con carga incremental sobre la muestra recubierta, son procedimientos novedosos y altamente efectivos para evaluar, respectivamente, las propiedades mecánicas de películas delgadas o pequeños volúmenes de material [3] y la adherencia del recubrimiento al sustrato [4].

Durante servicio, el contacto entre las partes de metal duro recubiertas y superficies curvas representa un importante modo de carga. Respecto a esto, es bien conocido que los ensayos Hertzianos (indentación esférica) permiten identificar diferentes modos de daño bajo carga tales como cuasiplasticidad en el sustrato y recubrimiento y fractura frágil (grietas anillo, cono y/o radiales) en el último, en función de la rigidez, relación espesor del recubrimiento – radio del indentador y carga aplicada [5-7].

Algunos sistemas han sido previamente investigados mediante ensayos de impacto [8-10], donde una esfera dura impacta repetitivamente contra la superficie recubierta con el propósito de reproducir las condiciones que las herramientas de corte o conformado en frío se encuentran durante servicio y determinar el comportamiento a fatiga por contacto de los sistemas.

Sin embargo, estos estudios se centran principalmente en examinar distintos recubrimientos depositados sobre un mismo material base, sin considerar las diversas respuestas que pueden surgir por trabajar con diferentes sustratos. Además, los resultados normalmente se presentan en términos de carga aplicada, en lugar de tensión aplicada, vs. número de ciclos de modo que no es posible una comparación directa de los conjuntos.

Siguiendo las ideas acabadas de presentar, los objetivos de este trabajo son evaluar la influencia de la naturaleza del sustrato y del espesor del recubrimiento sobre la respuesta al contacto puntiagudo y deslizante de distintos sistemas sustrato – recubrimiento duros y estudiar los diferentes modos de daño inducidos por contacto esférico en algunos de ellos.

## 2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL Y RESULTADOS

Se investigaron cuatro sustratos comerciales recubiertos con TiN, TiAlN y WC/C mediante PVD (*Physical Vapour Deposition*). Dichos sustratos fueron tres calidades de metal duro con diferentes parámetros microestructurales (Tabla 1) y un acero rápido pulvimetalúrgico, ARP, (Tabla 2). Asimismo, se realizaron deposiciones dobles y triples sobre el sustrato 10F con el objeto de conseguir mayores espesores de recubrimiento. Antes de la deposición industrial, los materiales base, en forma de probetas prismáticas de dimensiones 2,3x1,0x0,5 cm, fueron desbastados y pulidos en la superficie a recubrir.

Las propiedades mecánicas de los distintos sustratos se presentan en la Tabla 3. Como cabe esperar dentro de los metales duros, el material con mayor cantidad de ligante metálico ($V_{Co}$) y tamaño de grano de la fase carburo ($d_{WC}$), 18C, exhibe una menor dureza y una mayor tenacidad de fractura.

**Tabla 1.** Parámetros microestructurales de las calidades de metal duro utilizadas en este trabajo [11]

| | **06F** | **10F** | **18C** |
|---|---|---|---|
| **$V_{Co}$ (% peso)** | 5,7 | 10,0 | 18,0 |
| **$V_{Co}$ (% volumen)** | 10,2 | 16,3 | 27,4 |
| **$d_{WC}$ (μm)** | 0,39 | 0,50 | 1,66 |

**Tabla 2.** Composición química aproximada (% peso) del acero rápido pulvimetalúrgico según el fabricante

| C | Cr | Mo | V | W | Co |
|---|---|---|---|---|---|
| 1,60 | 4,80 | 2,00 | 5,00 | 10,50 | 8,00 |

**Tabla 3.** Propiedades mecánicas de los sustratos usados en el presente trabajo [11,12]

| | HV20 (GPa) | $K_{Ic}$ ($MPam^{1/2}$) | E (GPa) |
|---|---|---|---|
| **06F** | 17,6 | 7,5 | 593 |
| **10F** | 14,5 | 9,2 | 541 |
| **18C** | 9,6 | 14,7 | 465 |
| **ARP** | 8,5 | 12,4 | 217 |

## 2.1.- Espesor de los recubrimientos

Se estableció el grosor de las películas cerámicas mediante inspecciones por microscopía electrónica de barrido (MEB) de secciones transversales pulidas. Los valores de espesor obtenidos para los recubrimientos empleados en este trabajo oscilan entre 3,3 y 13,4 μm aproximadamente (Tabla 4). Por otro lado, la inspección mediante MEB de superficies de fractura (Fig. 1) reveló que las películas de TiN, TiAlN y WC/C se caracterizan por presentar una estructura columnar.

**Tabla 4.** Espesor de los recubrimientos (μm)

| | TiN | Doble deposición | Triple deposición | TiAlN | Doble deposición | Triple deposición | WC/C |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **06F** | 4,2 | | | 6,5 | | | 3,4 |
| **10F** | 3,7 | 6,4 | 11,3 | 5,5 | 7,7 | 13,4 | 3,3 |
| **18C** | 3,8 | | | 5,5 | | | 3,4 |
| **ARP** | 4,1 | | | 5,2 | | | 3,4 |

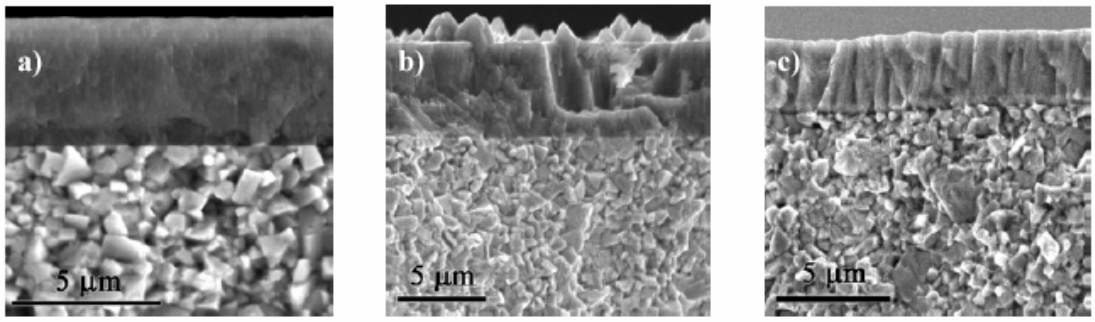


**Fig. 1.** Superficies de fractura del conjunto 10F con **a)** TiN, **b**) TiAlN y **c)** WC/C.

## 2.2.- Dureza de los recubrimientos y dureza efectiva de los sistemas mediante nanoindentación

Se realizaron ensayos de nanoindentación en un equipo MTS Nano Indenter XP con un módulo de medida continua de la rigidez CSM (*Continuous Stiffness Measurement*), empleando un indentador Berkovich de diamante, cuya función de forma se calibró con un patrón de sílice. Las indentaciones se llevaron a cabo bajo control de profundidad (6 μm) a una velocidad de deformación constante de 0,05 $s^{-1}$. Los ensayos de indentación instrumentada permitieron registrar las curvas carga de indentación – profundidad de penetración. A partir de ellas, y aplicando la metodología de Oliver y Pharr [3], fue posible obtener la dureza de los recubrimientos (Tabla 5) y la dureza efectiva de los sistemas en función de dicha profundidad.

**Tabla 5.** Dureza de los recubrimientos (GPa)

| | TiN | Doble deposición | Triple deposición | TiAlN | Doble deposición | Triple deposición | WC/C |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **06F** | 29,7 | | | 27,2 | | | 10,5 |
| **10F** | 29,1 | 28,3 | 28,2 | 28,2 | 29,7 | 30,4 | 11,6 |
| **18C** | 29,5 | | | 29,4 | | | 11,0 |
| **ARP** | 29,2 | | | 29,3 | | | 10,3 |

En las curvas de dureza efectiva de los sistemas en función de la profundidad de penetración (Fig. 2), se puede apreciar la existencia de una meseta inicial a profundidades de penetración muy pequeñas, correspondiente a la dureza del recubrimiento, y un posterior descenso o aumento, en función del conjunto, por efecto de la influencia del sustrato, hacia el valor de dureza de este último. Dicho comportamiento es más pronunciado para los sistemas donde la dureza del conjunto en los primeros estadios (dureza del recubrimiento) es muy superior o inferior a la del respectivo sustrato.

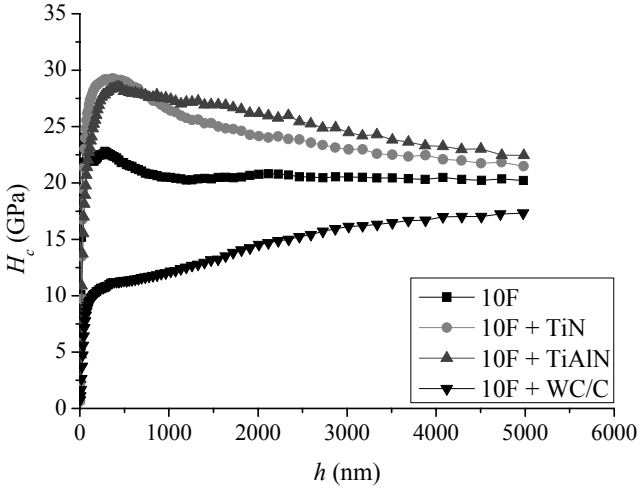


**Fig. 2.** Dureza del sistema en función de la profundidad de penetración para tres de los conjuntos estudiados.

Esta variación de la dureza efectiva de los sistemas con la profundidad de penetración puede ser ajustada por la expresión (1) propuesta por Tuck *et al.* [13].

$$H_c = H_s + \frac{H_r - H_s}{1 + k\beta^{X}} \qquad (1)$$

donde $H_c$, $H_s$ y $H_r$ son la dureza del conjunto, sustrato y recubrimiento respectivamente, $k$ y $X$ son parámetros adimensionales relacionados con la respuesta del sistema a la indentación y $\beta$ es la profundidad relativa de indentación, definida como la relación profundidad de indentación / espesor del recubrimiento. Se analizaron las curvas $H_c$ vs. $\beta$ (Fig. 3) de todos los sistemas y se calcularon las variables $H_r$, $k$ y $X$ a partir de la ecuación (1), considerando $H_s$ un parámetro fijo (dureza del sustrato por nanoindentación). En general, se aprecia que los ajustes realizados mediante este modelo son ligeramente más adecuados para los sistemas con los sustratos de mayor dureza.

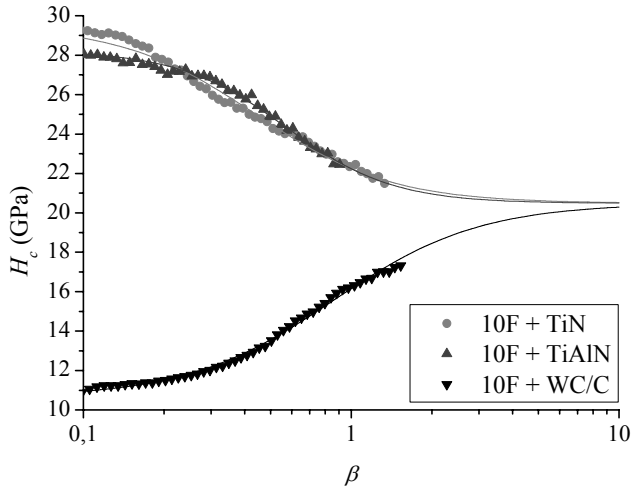


**Fig. 3.** Dureza de tres de los sistemas investigados en función de la profundidad relativa de indentación.

Con el propósito de evaluar el inicio de la influencia del sustrato sobre la respuesta del sistema, se encontró para cada uno de los conjuntos la profundidad relativa de indentación $\beta$ 80%, correspondiente a una pérdida o ganancia de dureza equivalente al 20% del incremento de dureza derivado del recubrimiento o sustrato, respectivamente. La elección de dicho porcentaje proviene de la necesidad de evaluar la influencia del sustrato sobre la respuesta del sistema, sin que ésta sea muy marcada, y de trabajar en una zona donde el error experimental no enmascare las tendencias de los distintos conjuntos.

Para ello, se estimó $H_c$ mediante la expresión (2) y los valores de $H_r$ provenientes de la expresión (1), y a partir de las curvas experimentales $H_c$ vs. $\beta$ se halló $\beta$ 80% (Tabla 6).

$$H_c = H_r - 0{,}2 \cdot (H_r - H_s) \qquad (2)$$

**Tabla 6.** $\beta$ 80% de los diferentes sistemas estudiados

| | TiN | Doble deposición | Triple deposición | TiAlN | Doble deposición | Triple deposición | WC/C |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **06F** | 0,16 | | | 0,37 | | | 0,29 |
| **10F** | 0,20 | 0,27 | 0,20 | 0,31 | 0,27 | 0,28 | 0,38 |
| **18C** | 0,18 | | | 0,18 | | | 0,07 |
| **ARP** | 0,23 | | | 0,23 | | | 0,14 |

Comparando los resultados de la Tabla 6 para los sistemas con TiN y TiAlN (conjuntos donde la dureza del sustrato mediante nanoindentación es menor a la del recubrimiento), se puede apreciar que el conjunto 06F + TiAlN presenta una elevada $\beta$ 80%, es decir, aprovecha la mejora aportada por la película hasta $\beta$ superiores y, por tanto, mantiene los valores elevados de dureza para profundidades de indentación mayores. Por el contrario, el sistema 06F + TiN exhibe la menor $\beta$ 80%, perdiendo con relativa rapidez parte del aumento de dureza proporcionado por el recubrimiento.

Para el caso de los conjuntos con WC/C (sistemas donde la dureza del sustrato por nanoindentación es mayor que la correspondiente al recubrimiento), un valor elevado de $\beta$ 80% implica que el sistema requiere de mayores $\beta$ para comenzar a ganar el incremento de dureza derivado, esta vez, del sustrato. En consecuencia, en estos conjuntos podría ser deseable que la elevada dureza del material base ya tuviera influencia en los primeros estadios (bajas $\beta$ 80%).

Finalmente, en la Fig. 4 se presentan algunos de los modos de fractura observados, resultantes del proceso de nanoindentación. Las huellas remanentes se caracterizan por la existencia de agrietamiento radial, anillo y/o microfisuración. Asimismo, se observa descohesión del recubrimiento en los conjuntos 06F + TiN y 06F + WC-C, hecho que posiblemente los inhabilite como sistemas óptimos en aplicaciones industriales.

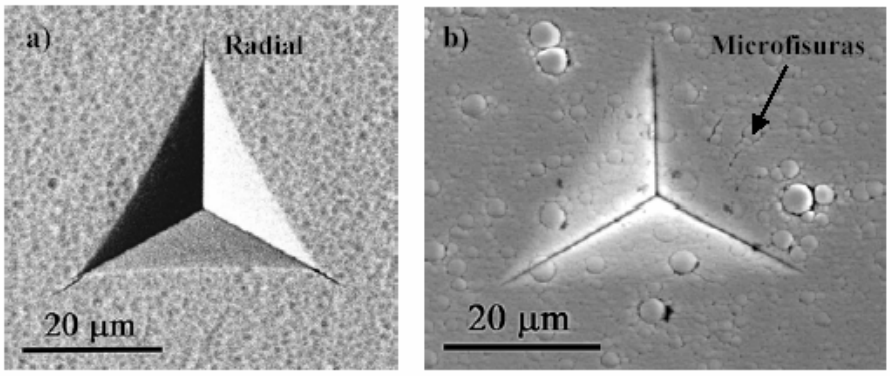


**Fig. 4.** Morfología del daño inducido por nanoindentación en el sistema 10F con **a)** TiN y **b)** WC/C.

## 2.3.- Evaluación de la adhesión de los recubrimientos

Se efectuaron ensayos de rayado con indentador cónico (200 μm de radio) de diamante en un equipo CSM Revetest con detector de emisión acústica y microscopio óptico. Los ensayos se desarrollaron aplicando una carga incremental de 10 N/mm [14].

En la Tabla 7 se muestran las cargas críticas correspondientes a la aparición de daño adhesivo (delaminación de la película), establecidas a partir de señales de emisión acústica y de observación por microscopía óptica y electrónica. Cabe señalar que una carga crítica menor que 30 N en los ensayos de rayado no es suficiente para aplicaciones donde existe contacto deslizante [15]. Asimismo, se puede esperar que cuanto mayor sea dicha carga, mejor será el comportamiento del sistema en servicio.

**Tabla 7.** Carga crítica (N) para la aparición de daño adhesivo en los distintos sistemas

| | TiN | Doble deposición | Triple deposición | TiAlN | Doble deposición | Triple deposición | WC/C |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **06F** | 107,0 | | | 140,0 | | | 16,3 |
| **10F** | 97,6 | 101,2 | 29,5 | 86,0 | 82,6 | 95,2 | 37,7 |
| **18C** | 35,9 | | | 41,8 | | | 33,0 |
| **ARP** | 53,5 | | | 59,0 | | | 46,4 |

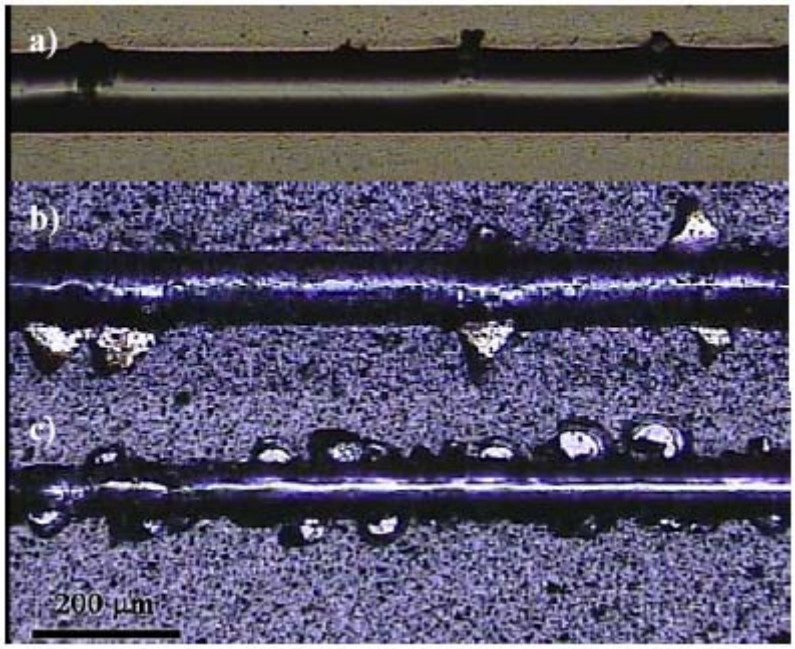


**Fig. 5.** Daño adhesivo originado por rayado en el conjunto 10F con **a)** TiN, **b)** TiAlN y **c)** WC/C.

## 2.4. Contacto esférico

### *2.4.1.- Contacto esférico monotónico*

Las curvas tensión - deformación de indentación de los sistemas 10F + TiN, 18C + TiN, ARP + TiN, 10F + WC-C y ARP + WC-C fueron obtenidas sobre probetas recubiertas previamente con una fina capa de oro. Se aplicaron cargas, *P*, entre 100 y 4000 N en una máquina servohidráulica INSTRON Modelo 8511. Los ensayos se llevaron a cabo en aire a velocidades de aplicación de carga de 30 N/s. Como indentadores se emplearon esferas de WC-Ni con un radio de curvatura, *r*, de 0,5; 1,25 y 2,5 mm. A partir de la huella residual dejada en el recubrimiento de oro, se midió el radio de contacto, *a,* para cada indentación mediante microscopía óptica.

Los ensayos Hertzianos permiten obtener la curva tensión – deformación de indentación [16-22]. A partir del radio de la esfera *r*, de la carga de indentación *P* y de las medidas del radio de contacto *a*, se puede evaluar la tensión de indentación $p_0$:

$$p_0 = P/\pi a^2 \qquad (3)$$

y la deformación de indentación en términos del cociente *a/r*.

Para todos los sistemas, se puede apreciar que la curva tensión – deformación de indentación relacionada con el conjunto sustrato – recubrimiento cae dentro del rango de la curva del correspondiente sustrato (Ej. Fig. 6). Este resultado es un indicador de que la presencia de la película no afecta sensiblemente a la respuesta al contacto del material base como ente individual.

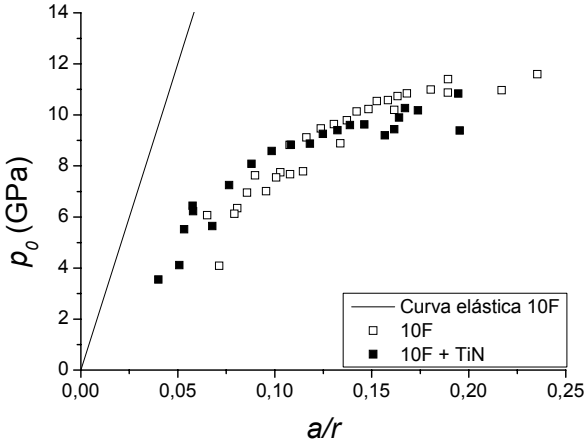


**Fig. 6.** Curvas tensión – deformación de indentación del metal duro 10F y del conjunto 10F + TiN.

Cuando se comparan las curvas correspondientes a un mismo recubrimiento depositado sobre diferentes sustratos (Ej. Fig.7), los datos experimentales revelan que, para una deformación dada, los conjuntos con el metal duro 10F exhiben mayores valores de tensión de indentación, hecho que concuerda con la mayor dureza de dicho sustrato. Esto parece indicar que la deformación global de los distintos sistemas recubiertos está controlada por la deformación de sus sustratos.

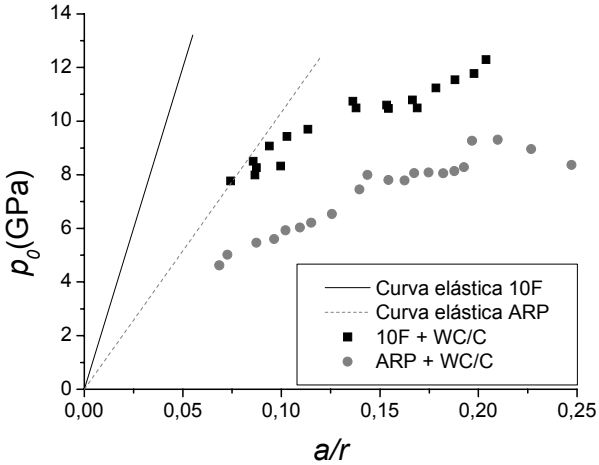


**Fig. 7.** Curvas tensión – deformación de indentación para los sistemas 10F + WC/C y ARP + WC/C.

Por otro lado, se estimó el límite elástico, $p_y$, para los conjuntos recubiertos a partir de la intersección de la curva elástica del correspondiente sustrato con el ajuste potencial de los datos experimentales (Ej. Fig 8). El valor obtenido para cada sistema es cercano a 1/3 de la dureza del respectivo sustrato.

En cuanto al daño generado por contacto esférico monotónico, éste se caracteriza por la aparición de grietas circulares en la superficie del recubrimiento (Fig. 9). En la Tabla 8 se presentan las cargas críticas, $P_c$, para la generación de estas grietas en los sistemas estudiados. Además, la inspección mediante microscopía óptica de secciones transversales de huellas remanentes revela la existencia de daño plástico o cuasi-plástico en el sustrato debajo del área de contacto (Fig. 10).

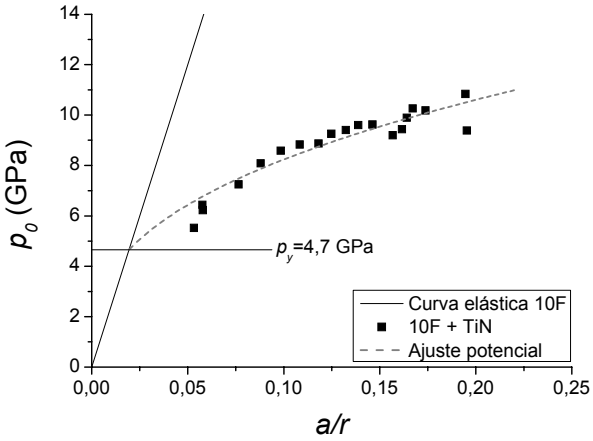


**Fig. 8.** Evaluación de $p_y$ para el sistema 10F + TiN.

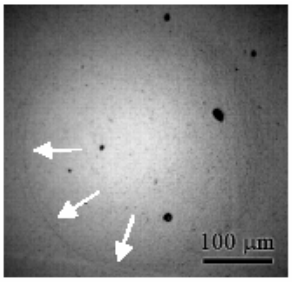


**Fig. 9.** Grieta circular en el sistema 10F + TiN (indentador esférico de 1,25 mm de radio y 1000 N).

**Tabla 8.** Carga crítica (N) para la aparición de grietas circulares en los distintos sistemas

| | TiN | WC/C |
|---|---|---|
| **10F** | 800 | 1300 |
| **18C** | 900 | --- |
| **ARP** | 800 | 1000 |

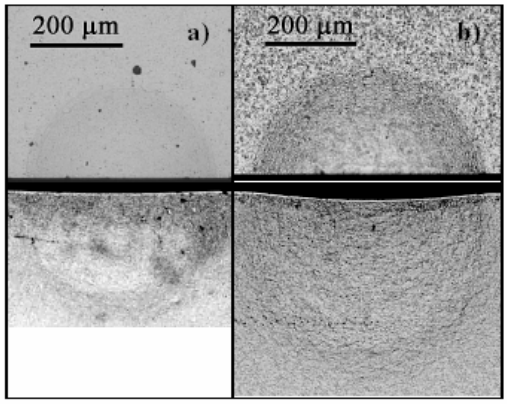


**Fig. 10.** Daño por indentación esférica (indentador de 1,25 mm de radio y 1500 N) en **a)** 10F + TiN y **b)** 18C + TiN. Las imágenes superiores e inferiores corresponden respectivamente a medias superficies de indentación y a secciones transversales de huellas remanentes.

### *2.4.2.- Contacto esférico cíclico*

Con el propósito de evaluar la influencia de la fatiga por contacto esférico sobre la aparición de daño, se realizaron ensayos de contacto esférico cíclico empleando una esfera de WC-Ni con radio de curvatura, *r*, de 1,25 mm en la máquina servohidráulica antes citada. Se aplicaron cargas inferiores a la carga crítica previamente determinada para cada sistema en los ensayos de indentación esférica monotónica. El número de ciclos varió entre $10^3$ y $10^6$ ciclos, la frecuencia fue 10 Hz, excepto en el caso de $10^6$ ciclos donde se utilizó 12 Hz, y el coeficiente de carga, *R*, definido como $P_{mín}$ / $P_{máx}$, fue 0,1.

Los resultados de dichos ensayos muestran que, para todos los sistemas investigados en el presente trabajo, la aparición del daño crítico es sensible a la fatiga por contacto, esto es, se generan grietas circulares en la superficie del recubrimiento después de un determinado número de ciclos para cargas inferiores a la crítica establecida en los ensayos monotónicos (Fig. 11 y Tabla 9).

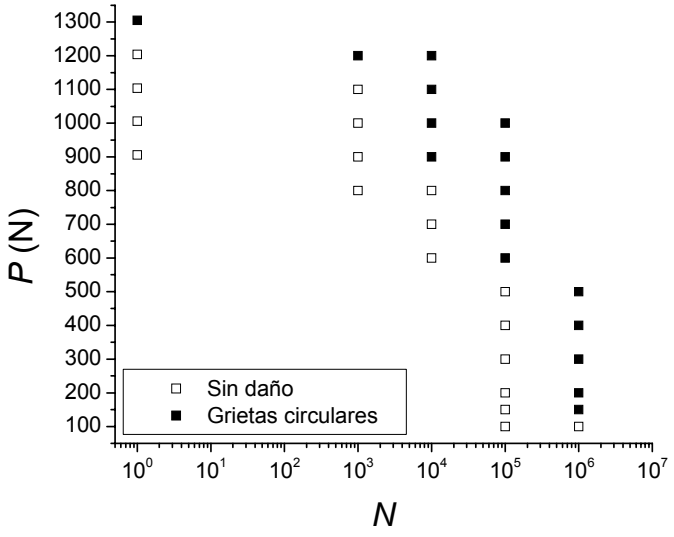


**Fig. 11.** Aparición de daño bajo fatiga por contacto esférico en el conjunto 10F + WC/C.

**Tabla 9.** Carga crítica (N) para la aparición de grietas circulares después de $10^6$ ciclos en los distintos sistemas investigados

| | TiN | WC/C |
|---|---|---|
| **10F** | 400 | 150 |
| **18C** | 150 - 200 | --- |
| **ARP** | 350 - 400 | 350 |

## 3.- CONCLUSIONES

Del estudio presentado anteriormente, sobre el comportamiento mecánico al contacto de diferentes sistemas sustrato – recubrimiento duros, se pueden extraer las siguientes conclusiones generales:

1. La naturaleza del sustrato y el espesor del recubrimiento tienen poca influencia sobre la dureza intrínseca de este último. No obstante, dichos factores juegan un papel crucial en el comportamiento mecánico bajo solicitaciones de contacto del sistema.

2. Las cargas críticas para la descohesión del recubrimiento obtenidas en los ensayos de rayado han dado lugar al criterio de selección crítico, permitiendo aceptar los sistemas con $P_{c\ des}$ superior a 30 N como conjuntos aptos para usos industriales.

3. La medida continua de dureza ha permitido evaluar la $H_c$ para cualquier *h* y definir un ulterior criterio de selección en base al parámetro $\beta$ 80%.

4. Las películas cerámicas no parecen desempeñar un papel relevante en la aparición de la cedencia plástica, siendo la deformación plástica global controlada por la deformación del sustrato.

5. Para tensiones elevadas de indentación durante el régimen plástico, existe la aparición de grietas circulares en los recubrimientos cerámicos. Además, la aparición de dichas grietas es sensible a la fatiga por contacto.

6. Sustratos muy duros o muy blandos y recubrimientos de gran grosor no siempre mejoran el comportamiento tribomecánico de los conjuntos. En consecuencia, se debe buscar un compromiso óptimo entre dureza y rigidez del sustrato y recubrimiento y espesor de este último.

## 4.- AGRADECIMIENTOS

E.T. desea expresar su agradecimiento a DURIT-Ibérica S.L., Tyco-Electronics AMP y Oerlikon Balzers-Elay Coating S.A. los metales duros, acero rápido pulvimetalúrgico y recubrimientos facilitados respectivamente.

## 5.- REFERENCIAS

[1] *Tool Materials, ASM Specialty Handbook*, ed. J. R. Davis, ASM International, Materials Park, OH, USA, 1995.

[2] Upadhyaya, G. S., *Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties and Testing*, Noyes Publications, New Jersey, USA, 1998.

[3] Oliver, W.C. y Pharr, G. M., *J. Mater. Res.*, **19**, 3-20, 2004.

[4] Bull, S. J., *Surf. Coat. Technol.*, **50**, 25-32, 1991.

[5] Lee, K. S., Lee, S. K. y Lawn, B. R., *J. Am. Ceram. Soc.*, **81**, 2394-404, 1998.

[6] Jung, Y. –G., Wuttiphan, S., Peterson, I. M. y Lawn, B. R., *J. Dent. Res.*, **78**, 887-97, 1999.

[7] Miranda, P., *Pajares*, A., Guiberteau, F., Deng, Y. y Lawn, B. R., *Acta Mater.*, **51**, 4347-56, 2003.

[8] Knotek, O., Bosserhoff, B., Schrey, A., Leyendecker, T., Lemmer, O. y Esser, S., *Surf. Coat. Technol.*, **54-55**, 102-07, 1992.

[9] Bantle, R. y Matthews, A., *Surf. Coat. Technol.*, **74-75**, 857-68, 1995.

[10] Lugscheider, E., Knotek, O., Wolff, C. y Bärwulf, S., *Surf. Coat. Technol.*, **116-19**, 141-46, 1999.

[11] Torres, Y., *Comportamiento a fractura y fatiga de carburos cementados WC-Co*, Tesis Doctoral, Universitat Politècnica de Catalunya, España, 2002.

[12] Torres, Y., Rodríguez, S., Mateo, A., Anglada, M. y Llanes, L., *Mater. Sci. Eng. A*, **387-389**, 501-504, 2004.

[13] Tuck, J. R., Korsunsky, A. M., Bhat, D. G. y Bull, S. J., *Surf. Coat. Technol.*, **139**, 63-74, 2001.

[14] Steinmann, P. A., Tardy, Y. y Hintermann, H. E., *Thin Solid Films*, **154**, 333-349, 1987.

[15] Hogmark, S., Jacobson, S. y Larsson, M., *Wear*, **246**, 20-33, 2000.

[16] Lawn, B. R., Padture, N. P., Cai, H. y Guiberteau, F., *Science*, **263**, 1114-16,1994.

[17] Guiberteau, F., Padture, N. P. y Lawn, B. R., *J. Am. Ceram. Soc.*, **77** [7], 1825-31, 1994.

[18] Padture, N. P. y Lawn, B. R., *J. Am. Ceram. Soc.*, **77** [10], 2518-22, 1994.

[19] Pajares, A., Guiberteau, F. y Lawn B. R., *J. Am. Ceram. Soc*, **78** [4], 1083-86, 1995.

[20] Lee, S. K., Wuttiphan, S. y Lawn, B. R., *J. Am. Ceram. Soc.*, **80** [9], 2367-81, 1997.

[21] Lawn, B. R., *J. Am. Ceram. Soc.*, **81** [8], 1977-94, 1998.

[22] Latella, B. A., Liu, T. y Atanasio A. L., *J. Eur. Ceram. Soc.*, **22**, 1971-79, 2002.